

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-143246  
(43)Date of publication of application : 18.05.1992

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 8/02  
C22C 38/14

---

(21)Application number : 02-268638 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP  
(22)Date of filing : 05.10.1990 (72)Inventor : ISHIKAWA TADASHI  
TAKEZAWA HIROSHI  
ITO AKIRA  
HAJI TOSHIAKI  
MABUCHI HIDESATO

---

## (54) STEEL SHEET FOR EXTRA-HIGH HEAT INPUT WELDED STRUCTURE EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS AND ITS MANUFACTURE

### (57)Abstract:

PURPOSE: To improve the low temp. toughness in a heat-affected zone including a bond of a steel by casting a steel contg. specified amounts of C, Si, Mn, Al, Ti and B and in which the content of N is limited and specifying its cooling rate in a solidifying stage and its rolling temp.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.03 to 0.18% C, 0.1 to 1.0% Si, 0.5 to 1.8% Mn, 0.005 to 0.060% Al, 0.005 to 0.025% Ti, 0.005 to 0.0020% B and N by the amt. satisfying  $0 < EN < 0.0020$  in the formula of  $EN = N - 0.292Ti - 1.295B$  is cast. It is cooled in such a manner that its cooling rate till  $1100^{\circ}C$  in a solidifying stage is regulated to  $\leq 5^{\circ}C/min$ . After that, the slab is rolled from the Ac<sub>3</sub> point to  $1200^{\circ}C$ . In this way, the steel sheet for an extra-high heat input welded structures in which TiN precipitates having  $\geq 0.1\mu m$  diameter equivalent to a circle are present by  $\geq 3 \times 105$  pieces per mm can be obtnd.

## ⑫ 公開特許公報 (A)

平4-143246

⑬ Int.Cl.<sup>5</sup>

C 22 C 38/00  
 C 21 D 8/02  
 C 22 C 38/14

識別記号

3 0 1 B

庁内整理番号

7047-4K

⑭ 公開 平成4年(1992)5月18日

B 8116-4K

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全8頁)

⑮ 発明の名称 低温韧性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板とその製造方法

⑯ 特 願 平2-268638

⑰ 出 願 平2(1990)10月5日

⑱ 発明者 石川 忠 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内⑲ 発明者 竹澤 博 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内⑳ 発明者 伊藤 昭 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内㉑ 発明者 土師 利昭 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内

㉒ 出願人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉓ 代理人 弁理士 小堀 益

最終頁に続く

## 明細書

Ti:0.005~0.025% B:0.0005~0.0020%

## 1. 発明の名称

を含有し、

低温韧性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板

EN=N-0.292Ti-1.295B

とその製造方法

なる式において

## 2. 特許請求の範囲

0&lt;EN&lt;0.0020

## (1) 重量%で

を満足するNを含有する鋼を鋳造し、1100°C迄の  
凝固過程の冷却速度を5°C/分以下で冷却し、そ  
の後Ac<sub>3</sub>点~1200°Cの温度から該鋼片を圧延する  
ことを特徴とする低温韧性の優れた超大入熱溶接  
構造用鋼板の製造方法。

C:0.03~0.18% Si:0.1~1.0%

Mn:0.5~1.8% Al:0.005~0.060%

Ti:0.005~0.025% B:0.0005~0.0020%

を含有し、

EN=N-0.292Ti-1.295B

なる式において

0&lt;EN&lt;0.0020

を満足するNを含有し、且つ、0.1μm以上の円相  
当直径を有するTiN析出物が1mm<sup>2</sup>あたり3×10<sup>5</sup>  
個以上存在することを特徴とする低温韧性の優れ  
た超大入熱溶接構造用鋼板。

## (2) 重量%で

C:0.03~0.18% Si:0.1~1.0%

Mn:0.5~1.8% Al:0.005~0.060%

C:0.03~0.18% Si:0.1~1.0%

Mn:0.5~1.8% Al:0.005~0.060%

Ti:0.005~0.025% B:0.0005~0.0020%

を含有し、

EN=N-0.292Ti-1.295B

なる式において

0&lt;EN&lt;0.0020

を満足するNを含有する鋼片を1200°C~1300°Cに  
再加熱した後、1100°Cまでの冷却速度を5°C/分

以下として後、 $A_{c_1}$ 点～1200°Cの温度から該鋼片を圧延することを特徴とする低温韧性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板の製造方法。

### 3. 発明の詳細な説明

#### <産業上の利用分野>

本発明は、500kJ/cm～1000kJ/cm程度の超大入熱溶接時でも、ボンドを含む熱影響部（以下HAZと称す）の韧性が-20°Cにて4.0kgf-mm以上と優れた溶接構造用鋼板とその製造方法に関するものである。

#### <従来の技術>

近年、溶接構造用鋼板は溶接コストを低減するために、超大入熱溶接の採用が検討されており、この場合にも優れたHAZ韧性を有する鋼板が望まれている。

従来、大入熱溶接の分野において、良好なHAZ韧性を有する鋼板、及びその製造方法の提案としては、例えば特公昭55-26164号公報及び特開昭63-103051号公報等がある。

特公昭55-26164号公報の提案は、大入熱溶接法

として入熱が320kJ/cm相当（エレクトロスラグ溶接）以下の入熱の溶接方法を対象として0.02μm以下の微細なTiNを鋼中に確保することにより、HAZのオーステナイト粒を小さくし、HAZの韧性を確保することを特徴としている。

しかし、この提案は入熱が320kJ/cm以下の溶接を対象としており、しかもHAZ韧性の保証温度は0°C迄である。

又、後者の特開昭63-103051号公報の提案は、入熱が230kJ/cm程度の溶接を対象にしており、前記特公昭55-26164号公報の提案と同様の理由から0.02～0.04μmの微細なTiNの所要量を鋼中に確保することにより、HAZ韧性の向上を行うものである。

一方、500kJ/cm～1000kJ/cm程度の超大入熱溶接が既に可能になっている。

これ等の超大入熱溶接法は、特公昭55-26164号公報、特開昭63-103051号公報で対象としている入熱量より大きく、TiNが溶解する1350°C以上の滞留時間が大幅に増大している。そのため、超大

入熱溶接のボンド部、及びHAZ部では微細なTiNは溶解して期待する作用をもたらさず、HAZ韧性の確保を困難にしている。

他方、超大入熱溶接方法を用いて構築される溶接構造物は、大入熱溶接方法を用いて構築される溶接構造物より更に大型化する事から、その構造物の安全性が及ぼす社会的影響及び経済的影響の大きさから、溶接ボンドを含むHAZ韧性は更に厳しく要求され、これをより低い温度迄保証する事が望まれている。

#### <発明が解決しようとする課題>

本発明は、上記した要望に応え、従来の入熱量と比較にならない膨大な500kJ/cm～1000kJ/cm程度の超大入熱溶接の溶接環境条件において、超大入熱溶接特有の長い高温滞留時間の下でも溶解消滅しない大きさのTiNをボンドを含むHAZに確保し、このTiNを核に微細なBNを多量に析出せしめてHAZ韧性V-E-20が4.0kgf-mm以上を示す溶接構造用鋼板とその製造方法を提供する事を課題とするものである。

#### <課題を解決するための手段>

本発明は上記課題を達成するために、

##### (1) 重量%で

C:0.03～0.18% Si:0.1～1.0%

Mn:0.5～1.8% Al:0.005～0.060%

Ti:0.005～0.025% B:0.0005～0.0020%

を含有し、

$$EN=N-0.292Ti-1.295B$$

なる式において

$$0 < EN < 0.0020$$

を満足するNを含有し、且つ、0.1μm以上の円相当直径を有するTiN析出物が1mm<sup>2</sup>あたり3×10<sup>5</sup>個以上存在することを特徴とする低温韧性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板を基本的手段とし、

##### (2) 重量%で

C:0.03～0.18% Si:0.1～1.0%

Mn:0.5～1.8% Al:0.005～0.060%

Ti:0.005～0.025% B:0.0005～0.0020%

を含有し、

$$EN=N-0.292Ti-1.295B$$

なる式において

$$0 < EN < 0.0020$$

を満足するNを含有する鋼を鋳造し、1100℃迄の凝固過程の冷却速度を5℃／分以下で冷却し、その後Ac<sub>1</sub>点～1200℃の温度で該鋼片を圧延することを特徴とする低温靶性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板の製造方法を上記基本的手段を達成する第1の手段とし、

(3) 重量%で

C:0.03～0.18%	Si:0.1～1.0%
Mn:0.5～1.8%	Al:0.005～0.060%
Ti:0.005～0.025%	B:0.0005～0.0020%

を含有し、

$$EN = N - 0.292Ti - 1.2958$$

なる式において

$$0 < EN < 0.0020$$

を満足するNを含有する鋼片を1200℃～1300℃に再加熱した後、1100℃までの冷却速度を5℃／分以下として後、Ac<sub>1</sub>点～1200℃の温度で該鋼片を圧延することを特徴とする低温靶性の優れた超大

し、上限はBがBC生成の防止から規制されて定まる固定し得るN量から、Tiが過剰となってTiCを生成してHAZ靶性の劣化を招くのを防止するために定めている。

これ等によりHAZ結晶粒は細粒化し、HAZ組織の微細化は促進され、ボンドを含むHAZの靶性は格段に向上する。従って上限はボンドを含むHAZにおけるAINの溶融による固溶Nが、BC生成から定められたBの上限に対して過剰になってNの余剰を招き、ボンドを含むHAZに固溶Nを残して該靶性を劣化するのを防止するために定めている。

Bは超大入熱溶接後のHAZ組織の微細化と、固溶Nの固定によりボンド靶性を確保するために添加し、上限は再析出時にBCの生成によりHAZの焼入れ性を向上してHAZ靶性を劣化するのを防止するため定めている。

Nは入熱500～1000kJ/cm程度の超大入熱溶接ボンドの高温と多大の熱容量でも溶融しない寸法のTiNを確保するために必要なN量を下限とし、上限は前記したBCの生成を抑制するためのBの上

入熱溶接構造用鋼板の製造方法を上記基本的手段を達成する第2の手段とするものである。

上記した本発明鋼板の成分及び各成分量の限定理由を以下に説明する。

Cは母材の強度確保のため添加し、上限は別途添加するTi、Bと反応してTiC及び又はBCを生成してHAZの靶性を劣化するのを防止するため定めている。

Siは鋼の脱酸と母材強度の確保のため添加し、Mnは母材強度の確保のため添加するが、共にHAZの靶性劣化を防止するため上限を定めている。

Alは、Al窒化物による鋼の微細化の他、圧延過程での固溶、析出により、鋼の結晶方位の整合及び再結晶に有効な働きをさせるために添加する。しかし、添加量が少ないときにはその効果がなく、過剰の場合には鋼の靶性を劣化させるので、それぞれ上下限を定めている。

Tiは溶接ボンドに溶融しない寸法のTiNを確保し、これを核にBNの再析出を促進し、HAZの組織の微細化によりHAZの靶性を確保するために添加

限から、最終的にBNとして固定出来なかったNが固溶してボンドの靶性を劣化するのを防止するため鋼中のTi量、B量に応じて上限、下限を定めている。

尚、SはMnSとして鋼中介在物を形成して母材靶性を劣化するのを防止するため可能な限り少ないのが望ましい。

又、Ni、Cr、Mo、Cu、Nb、Vの1種又は2種以上を当業分野で通常使用されている如く、それぞれの作用効果に応じて添加する事は支障がない。

Niは母材及びHAZの靶性向上のために添加し、上限は焼入れ性を高めてHAZ組織をベイナイト化するのを防止するため定めるのが望ましく、

Cr、Mo、Cuは母材の強度を向上するために添加するが、HAZの硬化を防止するために上限に配慮が必要である。

Nb、Vは炭化物、窒化物を形成して母材組織の結晶粒の細粒化を促進し、強度と靶性を高めるために添加するが、HAZ靶性の劣化防止のために上限に注意が必要である。

## &lt;作用&gt;

本発明者等は、前記課題を達成するために、表1に示す化学成分を有する一般的な大入熱溶接構造用鋼を用いて種々実験検討を繰り返し、第1図から第7図の知見を得た。

以下に図を基に得た知見を説明する。

第1図は、本発明が対象とする超大入熱溶接と片面1層大入熱溶接における溶接ボンド部直近の熱サイクルの測定結果の一例を示す。

図から超大入熱溶接法の1400℃以上の高温に曝される滞留時間は、片面1層溶接と比べ著しく長いことが判明した。

第2図は、溶接時におけるボンド部での1400℃以上の滞留時間とその時溶解するTiN析出物の臨界寸法（析出物形状を円相当に換算した直径）を示したものである。

特公昭55-26164号公報や特開昭63-103051号公報の提案が対象としている400kJ/cm以下の溶接に対応する滞留時間は、本発明が対象とする超大入熱溶接と比べその滞留時間が短いため、0.05μm

その結果を第4図、第5図に示す。

第4図に明らかな様に、5℃/分以上の冷却速度では析出TiNの直径は0.1μm未満の微細なものとなり、直径0.1μm以上の析出TiNを確保するには、5℃/分以下の冷却速度で凝固させる必要があることが判明した。

また、第5図から、凝固冷却時に5℃/分超の冷却速度で冷却した鋼片は、1200℃～1300℃に再加熱後、5℃/分以下の冷却速度で冷却すれば凝固時の冷却速度の影響を受けることなく、また、圧延に際しては、その儘圧延するか、加熱温度をAc<sub>1</sub>点～1200℃とすることで、直径0.1μm以上の析出TiNが、超大入熱溶接時迄確保できることを知見した。

第6図は、化学成分を種々変化させて凝固冷速を5℃/分以下として製造した鋼板を用いて、化学成分の超大入熱溶接部の韧性に及ぼす影響を調査した結果を示す。

この図から、Bを含有した鋼においてNが、

$$EN=N-0.292Ti-1.295B$$

以下のTiN析出物が熱影響を受けた後も存在し、HAZ組織の微細化に寄与することができるが、超大入熱溶接では0.1μm未満のTiNは溶解消滅することを知見した。

更に、第3図に超大入熱溶接部のHAZ韧性と、当該溶接サイクルを受けた鋼板部分における直径0.1μm以上のTiN析出物個数の関係を、B含有鋼とB非含有鋼について示したものである。

この図から、B非含有鋼ではTiN析出物の個数に関係なくHAZ韧性は不良であり、B含有鋼では

$$EN=N-0.292Ti-1.295B$$

なる式において 0<EN<0.0020 の範囲内の場合、溶接熱サイクルを受けて溶け残った直径0.1μm以上のTiN析出物が1mm<sup>2</sup>当たり3×10<sup>5</sup>個以上存在するとHAZ韧性が超大入熱溶接下でも確保されることが分かった。

そこで、直径0.1μm以上のTiN析出物を十分に確保するため、表1に示す化学成分を有する鋼の凝固冷速がTiN析出物の寸法に及ぼす影響を検討した。

なる式において 0<EN<0.0020 の範囲で、超大入熱溶接相当の1400℃ピーク温度の熱サイクル韧性が高い値を確保できることが明らかとなった。

これ等のHAZ組織とTiN析出物の関係を調査したところ、直径0.1μm以上のTiN析出物によるHAZ韧性の向上メカニズムは、従来から知られているような微細なTiN析出物によるオーステナイト粗大化防止効果ではなく、溶け残っている粗大TiN析出物と、このTiN析出物を核としてフェライト変態直上の温度で析出するBNの複合析出物を変態析出核として生成する塊状初析フェライトによることが判明した。

即ち、この塊状初析フェライトが存在すると板状の初析フェライトの生成が抑制され、その結果この板状の初析フェライトを生成サイトとして発達するフェライト・サイド・プレート（以下FSPと稱す）の生成が抑制され、韧性に有害な該FSPの生成が抑制されたためにHAZ韧性が向上することがわかった。

尚、B含有鋼においても、Nが

EN=N-0.292Ti-1.295B

なる式において  $EN > 0.0020\%$  の場合には、過剰 N により韧性の確保が困難となり、 $EN < 0\%$  の場合には、BNの析出に必要な N 量が確保されないために、BNの析出ができず固溶 B によりボンド部の焼入れ性が増大し、塊状初折フェライトが生成されずFSP が発達し、韧性の確保が困難になることが判明した。

第7図(1)は本発明の鋼板において、微細なHAZ組織を形成して HAZ 韧性を向上している上記した塊状初折フェライト  $\alpha_1$  の組織上の位置関係と形状の概略を示し、同図(2)は従来の鋼板において、劣悪なHAZ組織を形成して HAZ 韧性を劣化している上記した板状初折フェライト  $\alpha_2$  及びFSP 並びに上部ベーナイトBuの組織上の位置関係と形状の概略を示したものである。

以上の各知見から、本発明者等は、必要な量の Ti と N と B を含有する鋼を準備し、铸造凝固時の冷却速度、或いは TiN の再溶解加熱後の冷却速度を 5  $^{\circ}\text{C}/\text{分}$  以下にすることにより、TiN 析出物の

後の冷却速度を 5  $^{\circ}\text{C}/\text{分}$  以下に規制すると、直径 0.1  $\mu\text{m}$  以上の TiN 析出物が鋼板の 1  $\text{mm}^2$ 当たり  $3 \times 10^3$  以上確保され、500kJ/cm  $\sim$  1000kJ/cm 程度の超大入熱溶接において、HAZ の韧性(vE-20)が 4.0kgf-mm 以上と高い値を示す超大入熱溶接構造用高張力鋼板が得られることを確認し、本発明の課題を達成したのである。

## &lt;実施例&gt;

供試鋼を連続铸造により铸片とし、それ自体公知の制御圧延、制御冷却を施して鋼板とし、得た各鋼板をそれぞれ 4 に示す条件の溶接に供した。

以下に結果を示す。

1. 供試鋼の成分 表 1 に示す。
2. 鋼板製造条件 表 2 に示す。
3. 鋼板の機械的性質 表 2 に示す。
4. 溶接条件 表 2 に示す。
5. HAZ 韧性 表 2 に示す。

表 2 に示す鋼番 1  $\sim$  12 は本発明例で、この本発明例が 500kJ/cm  $\sim$  1000kJ/cm の超大入熱溶接で示した各韧性 vE-20 は、溶接ボンド(F.L.)では 4.1

大きさと量を前記の通り調整し、入熱量が 500  $\sim$  1000kJ/cm の超大入熱により形成された高温高熱な溶接ボンドでも溶解しない TiN 析出物を確保して、それを析出サイトにして BN をフェライト変態直上で析出させ、超大入熱溶接時にボンドを含む HAZ の韧性を向上することに成功したのである。

この BN のフェライト変態促進効果により、粒界に塊状初折フェライト  $\alpha_1$  を随所で生成させ、第7図(2)に示す板状初折フェライト  $\alpha_2$  と FSP がなく、第7図(1)に示す塊状初折フェライト  $\alpha_1$  に囲まれた細粒化した結晶粒からなる微細な HAZ組織を形成し、本発明の課題を達成したのである。

これ等の知見から得た事実を本発明者等は解析の結果、

Ti : 0.005  $\sim$  0.025%、B : 0.0005  $\sim$  0.0020%

N : EN=N-0.292Ti-1.295B

において

 $0 < EN < 0.0020$ 

の範囲に調整した鋼を用いて、その凝固時の冷却速度、或いは TiN が一部溶解する温度への再加熱

$\sim 20.9$ 、HAZ, 1mm では 6.0  $\sim$  18.0、HAZ, 3mm では 14.3  $\sim$  27.2、HAZ, 5mm では 21.6  $\sim$  27.0 であり、鋼板の降伏点は 32  $\sim$  48kgf/mm  $\sim$  2 であった。

一方、鋼番 13  $\sim$  17 は比較例で、該比較例は何れも凝固時、または再加熱後の冷却速度が 5  $^{\circ}\text{C}/\text{分}$  以上であり、0.1  $\mu\text{m}$  以上の TiN 析出物の個数が多く、鋼番 18 は Ti が過剰で N が不足しており、鋼番 19 は N が過剰であり、鋼番 20  $\sim$  21 は N が不足して十分な TiN 析出物の個数が得られず、鋼番 22 は B が過剰であった。

そのため、比較例に示した鋼番 13  $\sim$  22 は、本発明例と同様の溶接条件である入熱量が 500kJ/cm  $\sim$  1000kJ/cm の超大入熱溶接での各韧性 vE-20 は、溶接ボンド(F.L.)は 0.4  $\sim$  3.4 であり、HAZ, 1mm は vE-20 で 2.1  $\sim$  4.3、HAZ, 3mm は 3.5  $\sim$  14.0 であり、課題の 4.0kgf-mm 以上の HAZ 韧性には達しなかった。

## &lt;発明の効果&gt;

本発明は、入熱量 500kJ/cm  $\sim$  1000kJ/cm 程度の超大入熱溶接のボンドを含む HAZ に与えられた高

温で滞留時間の長い特有の環境条件に対応して、この高温で滞留時間の長い特有の環境条件においても、溶接時の溶接ボンドを含むHAZに、溶解しない寸法のTiN析出物と、その所要個数を確保することにより、TiNとBNの相乗的な作用を發揮せしめ、これにより溶接ボンドを含むHAZの韧性が、4.0kgf-mm以上を示す低温韧性の優れた超大入熱溶接構造用鋼板の製造を可能としたもので、当該分野にもたらす、安全性、信頼性、経済性の向上効果は極めて大きい。

## &lt;図面の簡単な説明&gt;

第1図は本発明が対象とする超大入熱溶接と、片面1層大入熱溶接における溶接ボンド部直近の熱サイクル測定結果の一例を示したものである。

第2図は溶接時におけるボンド部での1400°C以上の滞留時間と、その時溶解するTiN析出物の臨界寸法（直径）を示したものである。

第3図は超大入熱溶接部のHAZの韧性と、当該溶接熱サイクルを受けた鋼板部分での直径0.1μm以上のTiN析出物個数との関係をB含有鋼とB非

含有鋼について示したものである。

第4図は鋼の铸造凝固後の冷却速度がTiN析出物の寸法に及ぼす影響を示したものである。

第5図はTiNの一部溶融する温度に再加熱した鋼片における再加熱後の冷却速度と、TiN析出物の寸法の関係を示したものである。

第6図は化学成分の超大入熱溶接部の韧性に及ぼす影響を示したものである。

第7図は塊状初折フェライト、IFP及び板状フェライト、FSP、Bu等の組織上の位置関係と形状の特徴の概略を示したものである。

(1)は本発明の鋼板のものを示し、(2)は従来の鋼板のものを示したものである。

特許出願人 新日本製鐵株式会社

代理人 小堀 益

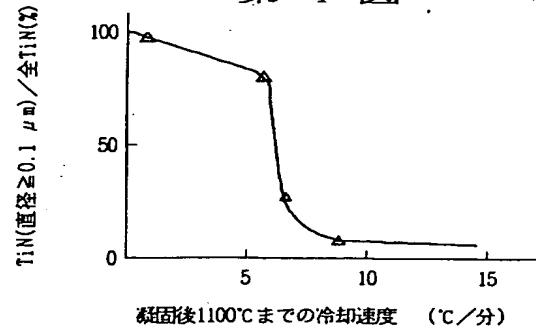
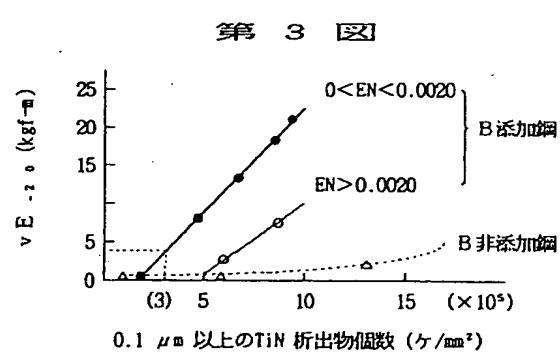
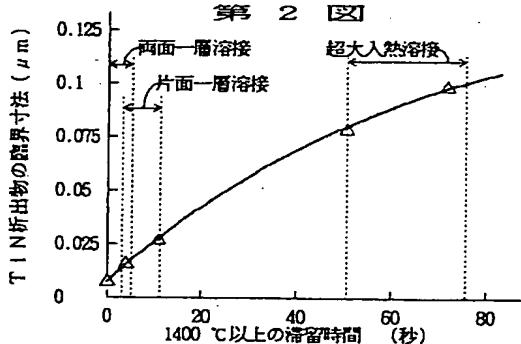
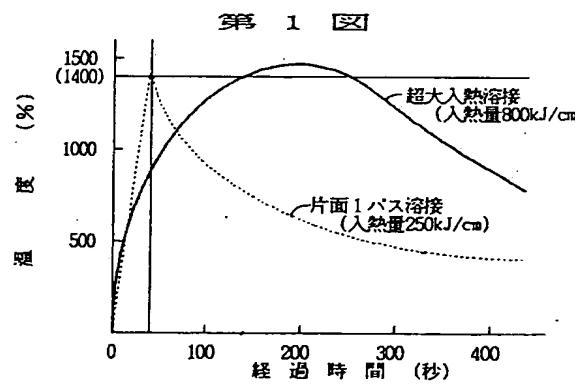
表 1

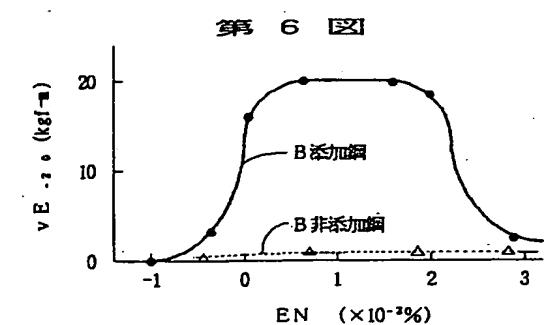
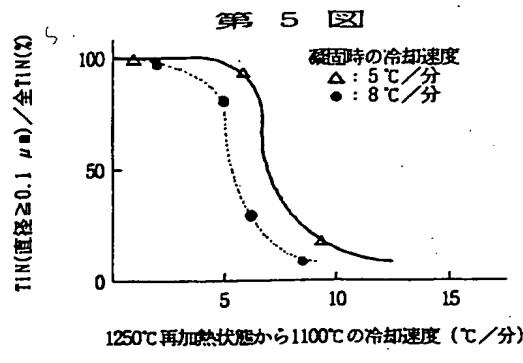
鋼種	化 学 成 分 (重量%)													Ceq.
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N	Cu	Ni	EN	
1	0.094	0.24	1.47	0.007	0.002	0.033	0.016	0.008	0.0008	0.0065	—	—	0.0008	0.349
2	0.089	0.28	1.52	0.008	0.003	0.031	0.017	0.007	0.0009	0.0074	—	—	0.0013	0.354
3	0.011	0.30	1.46	0.007	0.002	0.034	0.018	0.008	0.0010	0.0078	—	—	0.0013	0.365
4	0.040	0.29	1.45	0.006	0.004	0.027	0.015	0.014	0.0012	0.0071	—	—	0.0012	0.293
5	0.116	0.21	1.36	0.006	0.002	0.029	0.007	0.007	0.0006	0.0030	—	—	0.0002	0.351
6	0.115	0.25	1.37	0.007	0.001	0.033	0.005	0.006	0.0008	0.0042	—	—	0.0017	0.353
7	0.098	0.26	1.48	0.005	0.003	0.055	0.010	0.006	0.0007	0.0041	—	—	0.0003	0.355
8	0.093	0.26	1.36	0.006	0.003	0.030	0.006	0.001	0.0006	0.0034	—	—	0.0009	0.330
9	0.097	0.27	1.37	0.007	0.001	0.028	0.015	0.007	0.0009	0.0070	—	—	0.0015	0.336
10	0.096	0.22	1.48	0.009	0.003	0.024	0.017	—	0.0010	0.0079	—	—	0.0016	0.351
11	0.050	0.12	1.46	0.007	0.003	0.041	0.017	—	0.0008	0.0072	0.50	0.50	0.0012	0.344
12	0.150	0.08	1.40	0.007	0.002	0.031	0.016	0.006	0.0001	0.0065	—	0.90	0.0017	0.409
13	0.093	0.26	1.48	0.007	0.003	0.033	0.010	0.007	0.0007	0.0045	—	—	0.0007	0.350
14	0.094	0.25	1.47	0.008	0.002	0.033	0.017	0.009	0.0002	0.0066	—	—	0.0014	0.349
15	0.072	0.22	1.50	0.009	0.001	0.034	0.010	0.009	0.0006	0.0040	—	—	0.0003	0.331
16	0.119	0.21	1.31	0.008	0.004	0.024	0.008	0.008	0.0008	0.0042	—	—	0.0008	0.346
17	0.097	0.29	1.44	0.008	0.002	0.032	0.009	0.010	0.0009	0.0045	—	—	0.0007	0.349
18	0.121	0.25	1.28	0.009	0.003	0.038	0.031	0.008	0.0007	0.0039	—	—	0.0061	0.344
19	0.122	0.28	1.51	0.007	0.002	0.036	0.007	0.007	0.0006	0.0073	—	—	0.0045	0.385
20	0.104	0.27	1.42	0.008	0.003	0.001	0.008	0.007	0.0006	0.0020	—	—	0.0011	0.351
21	0.098	0.24	1.46	0.007	0.002	0.083	0.015	0.008	0.0009	0.0045	—	—	0.0010	0.351
22	0.120	0.28	1.29	0.008	0.003	0.035	0.007	0.005	0.0035	0.0009	—	—	0.0024	0.346

表 2

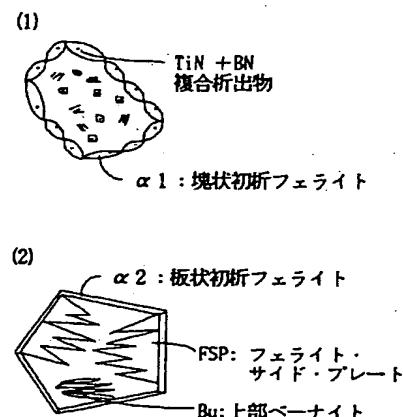
区分	鋼種番号	鋼片処理条件			鋼板製造条件			TiN 条件 円相当直徑 0.1 μm 以上 の TiN 折 出物の個数 ×10 <sup>3</sup> /mm <sup>2</sup>	鋼板の機械的特性			溶接部のシャルビー吸収 (-20°C)							
		凝固時 の冷却 速度	加 熱 後 の冷 却 速度	加 熱 上 温 度	仕 上 温 度	板 厚	焼 戻 温 度		Y.P.	T.S.	vE <sub>-40</sub>	サブマージアーケ溶接 溶接入熱量157kJ/cm程度			エレクトロスラグ溶接 溶接入熱量800kJ/cm程度				
		°C/分	°C/分	°C	°C	mm	°C		kgf/mm <sup>2</sup>	kgf/mm <sup>2</sup>	kgf/mm	F.L. <sup>--</sup>	HAZ1 <sub>mm</sub>	HAZ2 <sub>mm</sub>	HAZ5 <sub>mm</sub>	F.L. <sup>--</sup>	HAZ1 <sub>mm</sub>	HAZ2 <sub>mm</sub>	HAZ5 <sub>mm</sub>
本発明例	1 1 4	—	—	1100	810	50	510	9.2	41	55	29.5	16.8	21.7	25.0	27.9	16.9	22.9	27.2	26.2
	2 2 3	—	—	1100	790	25	510	8.5	42	56	28.6	21.1	25.9	24.0	26.9	14.9	20.8	24.8	25.2
	3 3 4	—	—	—	780	50	510	7.9	44	55	26.7	26.5	31.0	21.9	24.9	15.2	19.0	21.7	23.2
	4 4 4	—	—	1100	810	50	500	8.6	36	51	29.3	19.8	25.4	25.3	27.9	19.4	21.2	25.9	26.4
	5 5 3.5	—	—	1100	800	50	510	3.2	42	54	28.4	16.6	21.4	23.8	26.7	4.1	6.0	14.3	25.0
	6 6 4	1250	5	—	780	50	510	4.1	44	55	27.6	12.7	17.2	22.8	25.8	6.6	8.4	15.2	24.1
	7 7 7	1300	4	—	810	50	510	4.5	44	56	26.4	11.9	16.4	21.6	24.6	7.6	9.4	14.7	22.9
	8 8 8	1250	5	1100	820	50	510	3.5	36	51	28.6	10.1	15.7	24.6	27.2	5.1	6.9	15.2	25.7
	9 9 9	1250	4	1100	790	50	510	8.6	37	52	24.6	19.4	24.8	20.5	23.1	17.2	20.8	21.1	21.6
	10 10 4	—	—	1100	770	50	510	8.6	40	54	28.7	16.8	21.8	24.3	27.1	14.3	21.1	25.2	25.5
	11 11 4	—	—	1100	810	50	505	6.4	32	48	29.6	20.4	26.7	28.1	28.3	10.4	15.1	22.0	27.0
	12 12 4	—	—	1100	805	50	510	7.2	48	65	28.9	19.2	23.3	25.6	27.1	18.0	19.1	23.7	25.1
比較例	13 13 8	—	—	1100	790	50	510	2.1	42	55	26.8	15.9	20.7	22.2	25.1	1.0	2.7	10.5	23.4
	14 14 6	—	—	1100	780	50	510	2.4	41	56	24.9	24.0	28.9	20.4	23.3	1.7	3.4	9.1	21.6
	15 15 10	—	—	1100	810	50	510	0.3	37	50	25.7	15.7	21.1	22.6	25.2	0.5	2.1	10.1	23.7
	16 16 7	—	—	1100	820	50	510	1.6	41	55	28.7	15.2	20.1	24.2	27.1	0.9	2.8	12.3	25.4
	17 17 4	1250	7	1100	790	50	510	3.2	42	56	25.9	14.8	19.6	21.3	24.2	2.5	4.2	10.7	22.5
	18 18 4	—	—	1100	770	50	510	1.2	42	56	28.2	4.3	10.2	15.6	25.5	0.9	2.8	11.8	24.8
	19 19 4	—	—	1100	810	50	510	3.6	45	57	28.6	1.5	2.4	2.9	4.2	3.4	4.3	14.0	10.2
	20 20 4	—	—	1100	805	50	510	0.4	42	55	26.4	7.6	12.2	15.2	24.7	0.4	2.1	9.7	23.0
	21 21 4	—	—	1100	780	50	510	3.3	42	56	29.5	10.2	13.5	18.0	27.8	2.6	4.6	14.3	26.1
	22 22 4	—	—	1100	810	50	510	4.2	41	55	21.3	2.1	3.3	3.7	4.2	2.1	3.9	3.5	3.8

(注) \* は -40°C におけるシャルビー吸収エネルギー。 \*\* は フュージョン・ライン。





第7図



第1頁の続き

⑦発明者 間渕 秀里 大分県大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分  
製鐵所内